

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平5-255804

(43) 公開日 平成5年(1993)10月5日

(51) Int.Cl. ⁵	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 22 C 38/00	3 0 1 S			
C 21 D 8/04	A	7412-4K		
		9/48	F	
C 22 C 38/14				

審査請求 未請求 請求項の数3(全8頁)

(21) 出願番号 特願平4-52619	(71) 出願人 000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日 平成4年(1992)3月11日	(72) 発明者 橋渡 俊二 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内 (72) 発明者 潮田 浩作 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内 (72) 発明者 昌山 哲郎 北九州市戸畠区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内 (74) 代理人 弁理士 茶野木 立夫 (外1名)

(54) 【発明の名称】 成形性および剛性の優れた冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 本発明は成形性および剛性の優れた冷延鋼板およびその製造方法を提供する。

【構成】 C, Mn, Al, Nb, Tiを特定した鋼を限定した条件で熱間圧延し所定の圧下率で冷間圧延した後、再結晶焼純あるいはインライン焼純型連続溶融亜鉛めっきすることで成形性および剛性の優れた冷延鋼板を得る。この冷延鋼板は3.5%以上の高延性と1.5以上の高平均r値を有し、圧延方向と垂直な方向に240GPa以上の高ヤング率を有することを特徴とする。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 35%以上の全伸びと1.5以上の平均r値を有し、かつ圧延方向と垂直な方向に240GPa以上のヤング率を有することを特徴とする成形性および剛性に優れた冷延鋼板。

【請求項2】 C : 0.0003~0.010wt%,

Mn : 1.2~2.5wt%,

Al : 0.005~0.10wt%, および

Nb : 0.005~0.10wt%,

Ti : 0.005~0.10wt%

のうち少なくとも1種を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼を熱片のまま、または、加熱炉に挿入し1050℃以上に加熱したのち、粗圧延において980~1100℃の温度範囲で1パス当たり、20%以上の大圧下を少なくとも1回以上加え、仕上げ圧延をAr₃~930℃で終了し、仕上げ圧延におけるAr₃+150℃以下の全圧下量を85%以上とし、室温~800℃で巻取ったものを、30%以上の圧下率で冷間圧延し、再結晶焼純することを特徴とする成形性および剛性に優れた冷延鋼板の製造方法。

【請求項3】 冷間圧延後インライン焼純型連続溶融亜鉛めっきすることを特徴とする請求項2記載の成形性および剛性に優れた冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明はプレス成形性および剛性の優れた冷延鋼板およびその製造方法に関するもので、さらに詳しくは延性と平均r値が高く、かつ圧延方向と垂直な方向(C方向)に高いヤング率を有するため、部品あるいは製品の剛性を高めることのできる冷延鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 薄鋼板の主な用途はプレス成形を行う自動車の車体部品などにあるため、従来は深絞り性の優れた鋼板の開発にのみ主眼が置かれていた。しかし最近、地球環境問題を発端とした自動車の燃費向上という観点から自動車の車体重量軽減が特に注目され、車体を構成する鋼板の板厚を低減することが重要視されている。

【0003】 この場合、鋼板の薄肉化により、成形部品の張り剛性が低下することが問題となる。成形部品に外部から力が加えられると弾性変形によるたわみが生ずるが、このたわみ発生に対する抵抗力が張り剛性である。張り剛性は鋼板のヤング率と板厚に依存するため、張り剛性を維持したまま板厚を低減するにはヤング率の高い鋼板を用いる必要がある。

【0004】 高ヤング率冷延鋼板の製造技術として特公昭62-33290号、特開昭57-181362号、特開昭58-9932号公報がある。特公昭62-33290号公報はヤング率を高める成分としてPを0.03~0.12%添加することを特徴としているが、Pの

10

添加により成形性、特に2次加工での破壊靭性が損われるため、自動車のパネルのような難成形部品に適用することは困難と懸念される。

【0005】 また、特開昭57-181362号公報ではPの添加と鋼板の板幅中央部の厚みを大きくすることにより剛性を高めているが、2次加工脆性の問題に加え、厚みが不均一な板は製造が困難であり、さらにプレス加工時に特別な工夫を施さない限り自動車の複雑な部品の形状を得ることが困難である。特開昭58-9932号公報は集合組織の主方位成分が(110)[001]である薄鋼板の製造法を開示しているが、この鋼板は延性や深絞り性の指標である平均r値が不十分なため、自動車部品の厳しいプレス加工に耐えるものではない。

20

【0006】 自動車部品で張り剛性が問題となるのは外板や内板であるが、これらは厳しいプレス加工により製造される。上記の従来技術はいずれも剛性を満足しているのみで、成形性の点では問題が大きいため、内・外板用の材料としての適用は非常に困難であった。すなわち、内・外板用の材料には成形性と剛性を両立することが要求される。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、延性と平均r値を高くするとともに圧延方向と垂直な方向(C方向)のヤング率を高くすることで、成形性と面剛性に優れた冷延鋼板を提供することを目的とする。ここで冷延鋼板とは、表面処理を施したものも含む。

【0008】

30

【課題を解決するための手段】 従来、鉄の多結晶体のヤング率は210GPa程度でそれ以上の向上はあまり見込めないと考えられていた。しかし、単結晶のヤング率は<111>方向で最大値約290GPaとなるため、鋼の含有成分および製造工程により集合組織を制御することで、鋼板の面内の特定の方向のヤング率を高くすることができる。部品あるいは製品の剛性が必要な方向にヤング率が高い方向を一致させることにより、板厚を薄くしても十分な剛性を得ることができる。

40

【0009】 特公平1-41689号公報は、高平均r値熟延鋼板の製造法を開示している。本発明者らが鋭意研究を推進したところ、これに冷間圧延と再結晶焼純を付加することにより、平均r値を更に高めることができとなり、またC方向のヤング率を高めることができるこことがはじめて明らかとなった。一方、自動車のパネル部品には厳しい成形性も要求される。

【0010】 本発明は上記課題を解決するために、NbおよびTiの少なくとも1種を添加した極低炭素鋼をベースに1.2~2.5%のMnを含む鋼を、オーステナイト域における特定温度範囲で大圧下圧延を施し、その後冷却し特定の温度で巻取り、更に冷間圧延および再結晶焼純あるいは溶融亜鉛めつき処理する手段を採用した

ものである。

【0011】すなわち、オーステナイト域の低温未再結晶温度範囲で圧延すると γ 鉄の加工集合組織が発達し、これが α 鉄に変態すると(311) <011>および(332) <113>からなる変態集合組織が発達することは既に知られている。さらにこれらを初期方位として、冷延・再結晶焼純を施すと、機構は必ずしも明らかではないが、(211) <011>を主方位に、(111) <112>を副方位にもつ集合組織が発達する。

(211) <011>方位は板面内のC方向にヤング率が最大となる<111>方向を有するので、この方向のヤング率は著しく高くなる。

【0012】一方、(111) <112>方位はその板面内のヤング率が比較的高くかつ面内異方性が小さい。また、深絞り性の指標であるr値についていえば、(211) <011>は圧延方向から45°方向のr値が著しく高い。(111) <112>はr値にとって理想的な方位である。以上よりこのような集合組織は、上述した課題を同時に解決するために最も好適と考えられる。

【0013】特公昭62-33290号公報ではヤング率を高める成分としてPを0.03~0.12%添加し、Mnを1.2%以下としている。しかし、本発明では加工性を害するPは意識的に添加せずに、未再結晶オーステナイト域を広げるためにMnを1.2~2.5%の範囲で添加したものである。

【0014】すなわち、本発明の要旨はC 0.003~0.010wt%, Mn 1.2~2.5wt%, A 10.005~0.10wt%, およびNb 0.005~0.1wt%, T 10.005~0.1wt%のうち少なくとも1種を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼を熱片のまま、または、加熱炉に挿入し1050°C以上に加熱したのち、粗圧延において980~1100°Cの温度範囲で1バス、20%以上の大圧下を少なくとも1回以上加え、仕上げ圧延をAr₃~930°Cで終了し、仕上げ圧延におけるAr₃+150°C以下の全圧下量を85%以上とし、室温~800°Cで巻取ったのち、さらに冷間圧延、再結晶焼純あるいは溶融亜鉛めっき処理することを特徴とする冷延鋼板の製造方法にある。

【0015】

【作用】以下に構成要件の限定理由を述べ、本発明をさらに明確にする。Cは加工性の向上をはかるためには極力低い方が良い。本発明鋼はMnの高いことが一つの特徴であるが、製鋼での溶製上Mn添加によりCピックアップが生じ、どうしてもC量が増加してしまう場合を考慮に入れ、Cの上限を0.010wt%とした。好ましい範囲は0.001~0.004wt%である。

【0016】Mnは従来の冷延鋼板製造技術では、深絞り性を確保するために極力下げた方が良いと判断されていた。一方、極低炭素鋼においては、それほど深絞り性を低下しないということも知られている。また、Mnは

鋼の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点を有効に下げる元素である。したがって、仕上げ圧延段階でオーステナイトを未再結晶圧延させるためには、少なくとも1.2wt%は必要である。製鋼での溶製上、特別の配慮を必要としない範囲として上限を2.5wt%とした。好ましい範囲は、1.2~2.0wt%である。

【0017】A1は脱酸剤として必要であり、0.005wt%未満であるとその効果はなくなる。一方、0.10wt%を超えるとコスト上昇を招くのでこれを上限とする。NbあるいはTiは時効性に有害な固溶[C, N]を固定するために添加するのみならず、本発明では、Nb, Tiがオーステナイトの再結晶温度を上げ、未再結晶オーステナイト域を広げることを積極的に利用する。そのための必要最低量は0.005wt%であり、上限としては0.1wt%で十分である。好ましい範囲は0.0~0.05wt%である。

【0018】次に熱延条件について数値限定理由を述べる。熱延の加熱温度は1050°C以上とする。これは粗圧延開始前に固溶Nb, Tiを確保するためである。これにより、仕上げ圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制できる。なお、鋸片の温度として1050°Cを確保できる場合は必ずしも加熱する必要はない。

【0019】粗圧延は980~1100°Cの温度範囲で1バス当たり20%以上の大圧下圧延を少なくとも1回以上加える圧延をする。980°C未満では未再結晶 γ 粒になり、一方1100°C以上では粗大 γ 粒となる。また、全てのバスにおいて1バスの圧下率が20%未満となると γ 粒が粗くなる。従って前述の条件での粗圧延が必要である。

【0020】仕上げ圧延条件は集合組織の制御上、極めて重要となる。仕上げ温度はAr₃~930°Cとし、Ar₃+150°C以下の全圧下量を85%以上とする。Ar₃未満では α 域熟延となるので所望の集合組織が得られない。また、930°C超となると再結晶 γ 粒が増加するので、 γ の圧延集合組織が発達しない。また、 γ の圧延集合組織を十分発達させるためには、Ar₃~Ar₃+150°Cの温度域における全圧下量を85%以上とする必要がある。

【0021】また、巻取温度は、800°C以下であればよい。800°C超になると、異常粒成長が生じたり、コイル長手方向での材質の一様性の劣化や酸洗性の劣化が発生するからである。

【0022】続いて、冷延焼純条件について述べる。冷延圧下率は30%以上とする。圧下率が30%未満では焼純中に結晶粒の異常成長が生じるからである。焼純は再結晶温度以上であればよい。

【0023】また、焼純板に電気亜鉛めっきなどの表面処理を施した鋼板を製造するのはもちろんのこと、冷延板を連続焼純式溶融亜鉛めっきプロセスに供して、溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造

し、防錆機能を付与しても同じ効果が得られる。

【0024】

【実施例】

(実施例1) 表1に示す成分からなる鋼A～Fを実験室的に溶製し、実機熱延を正確にシミュレートできる熱間圧延に供した。熱間圧延条件は鋼によらず同一である。加熱温度は1200℃であり、1000～1100℃の範囲で100mm厚から50mm厚まで3パスの粗圧延(圧下率: 15%→25%→22%)を施した。

【0025】また、50mm厚から4mm厚までの仕上げ熱延を施すにあたり、表1に示すAr₃温度を参考にして、Ar₃～Ar₁+150℃の温度範囲で全圧下量9.2%の熱間圧延を施しAr₃～930℃の温度範囲で仕

上げ、600℃で巻取った。酸洗後、80%の冷間圧延を施し、0.8mm厚としたのち、連続焼鈍を行った。連続焼鈍条件は加熱昇温速度: 20℃/s、均熱保持温度: 820℃、均熱保持時間: 50s、冷却速度: 20℃/sである。

【0026】連続焼鈍後、0.8%の圧下率の調質圧延を施し、引張試験とヤング率の測定を行った。引張試験条件はJIS Z 2241に従ったものである。また、共振法を用いてヤング率を求めた。これらの評価結果を表2に示す。

【0027】

【表1】

(成分值: wt%; Ar₃: °C)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	Al	N	Ar ₃	備考
A	0.0025	0.01	<u>0.8</u>	0.032	0.010	0.02	0.05	0.04	0.003	869	比較鋼
B	0.0033	0.02	2.1	0.010	0.011	=	<u>0.004</u>	0.04	0.003	778	比較鋼
C	<u>0.0155</u>	0.01	1.3	0.007	0.007	0.04	0.02	0.05	0.003	820	比較鋼
D	0.0038	0.02	1.8	0.012	0.012	-	0.04	0.03	0.003	797	本系列鋼
E	0.0021	0.03	2.2	0.009	0.009	0.05	-	0.04	0.002	772	本系列鋼
F	0.0047	0.01	1.5	0.010	0.011	0.03	0.03	0.04	0.003	814	本系列鋼
G	0.0028	0.01	<u>0.1</u>	0.010	0.009	0.02	0.01	0.04	0.002	909	比較鋼

[表2]

【0028】

鋼	Y P	T S	E ℓ	r L	r C	r D	r	E L	E C	E D
A	189	361	43	1.6	1.9	1.7	1.7	218	220	225
B	329	467	<u>34</u>	1.3	1.4	0.7	<u>1.0</u>	190	<u>199</u>	225
C	534	556	<u>32</u>	0.6	0.7	1.1	<u>0.9</u>	205	247	192
D	244	454	37	1.5	1.7	2.0	1.8	225	258	201
E	220	405	41	1.4	1.7	1.4	1.5	210	243	215
F	183	392	39	1.4	1.9	2.2	1.9	221	251	213
G	163	302	51	2.0	2.2	1.5	1.8	221	<u>232</u>	228

(Y P, T S : MPa ; E ℓ : % ; E : GPa)

【0029】表2に示すごとく本発明鋼のD, E, Fは、全伸びが37%以上、平均rが1.5以上と良好であり、かつ圧延と垂直な方向のヤング率が240GPa以上である。現行深絞り用冷延鋼板の比較鋼Gや比較鋼A(Mnが低すぎ)、B(Ti, Nbが低すぎ)、C(Cが多いすぎ)材のそれと比較して、加工性とヤング率が著しく良好であることが明らかである。

【0030】(実施例2)表1に示す成分からなる本発明鋼Fおよび比較鋼Cを実施例1と同様の手法で冷間圧延までの工程を施した後、最高加熱温度820℃まで加

熱してから冷却し、460℃で慣用の溶融亜鉛めっきを行い(浴中Al濃度は0.11%)、さらに加熱して520℃で20秒間合金化処理後約10℃/秒で室温まで冷却した。得られた合金化亜鉛めっき鋼板F' とC'について機械的性質の評価を行った。

【0031】

【表3】

11

12

鋼	YP	TS	El	r _L	r _C	r _D	\bar{r}	E _L	E _C	E _D
C'	538	562	30	0.5	0.7	1.0	<u>0.8</u>	200	241	189
F'	188	398	36	1.4	1.7	2.0	1.8	213	242	207

(YP, TS : MPa; El : %; E : GPa)

10

20

30

40

【0032】表3に示すように、本発明鋼F'は全伸びが35%以上、平均rが1.5以上、C方向のヤング率が240MPa以上を同時に満足し、比較鋼C'と比べ、これらの特性値のバランスが著しく優れていることが明らかである。

【0033】(実施例3)表1に示す成分からなる本発明鋼Fを、実機熱延をシミュレートできる熱間圧延に供した。加熱温度は1200°Cと共通であるが、粗圧延および仕上げ圧延条件は表4に示す通りである。

【0034】

【表4】

鋼 (%)	粗圧延条件 仕上げ圧延 条件(%)	冷延焼鈍板の特性値			\bar{r}	E _L	E _C	E _D
		r _L	r _C	r _D				
F-1 15→25→22	92	1.4	1.9	2.2	1.9	221	251	213
F-2 15→15→15→18	92	1.3	1.7	1.4	1.5	210	<u>220</u>	215
F-3 25→25→25	<u>80</u>	1.7	1.8	1.3	1.5	210	<u>215</u>	220

(E : GPa)

：条件・特性が本発明はずれ

E_L・E_C・E_D：それぞれ圧延方向から0°、90°、45°の角度をなす方向のヤング率

13

における圧下率と温度が本発明の重要な構成因子であることがわかる。

【0037】また、本発明鋼の特徴である集合組織をX線回折を用いて評価した。評価方法は、まず焼純板の板厚中央層に関する〔110〕正極点図を作製し、続いてベクトル法による3次元結晶方位を解析する手法である。

【0038】C方向のヤング率と関係の深い〔211〕

〔011〕方位の強度は本発明鋼であるF-1では5.0であるのに対し、比較鋼のF-2, F-3では各々 10
2.3, 1.9であった。一方、r値と関係の深い〔1

14

11〕面強度はF-1では8.7であるのに対し、F-2, F-3では各々5.7, 4.9であった。このように集合組織からみても本発明鋼の特徴は明らかである。

【0039】

【発明の効果】本発明はIF鋼であるため延性に富み、かつ平均r値が高いため、成形性に優れた鋼板である。さらに、圧延方向に垂直な方向にヤング率が高く、本発明鋼板のC方向を部品の曲率の小さい方向に一致させることにより、部品の張り剛性を高めることができる。従って、厳しい加工が必要な部品について剛性を損なうことなく板厚を削減できるため製品を軽量化できる。